تأثیر تعداد ذرات کروی گرافیت در واحد سطح بر نحوه‌ی توزیع فاز سخت در چدن‌های نشکن با زمینه‌ی دوفازی فریت- مارتنزیت*

مرتضی لک زایی[۱] شهرام خیراندیش[۲]

چکیده

در این تحقیق، تأثیر تعداد ذرات گرافیت که شاخص مهمی در چدن نشکن به‌شمار می‌رود، بر روی چگونگی توزیع مارتنزیت در چدن‌های با زمینه‌ی دوفازی بررسی شده است. به‌همین منظور با ریخته‌گری یک مدل پلّه‌ای، تعداد متفاوتی از ذرات گرافیت ایجاد شد. پس از برش نمونه‌ها، عملیات حرارتی تاب‌کاری بر روی آن‌ها انجام گرفت تا ریزساختاری کاملاً فریتی به‌دست آید. سپس عملیات دوفازی سازی نمونه‌های چدن نشکن انجام شد که طی آن نمونه‌ها پس از پیش‌گرم شدن در $600\ ^\circ C$ به‌مدّت ۱۰ دقیقه، به‌سرعت به محیط آلومینیم مذاب با دمای $900\ ^\circ C$ منتقل و در آن به‌مدّت زمان‌های ۱۰، ۱۵، ۲۰ و ۲۵ ثانیه آستنیته شدند، و در نهایت در روغن سریع سرد شدند. درصد حجمی فازهای مختلف در ریزساختار با روش شمارش نقطه‌ای مطابق با استاندارد ASTM-E562 اندازه‌گیری شد. برای بررسی دقیق‌تر توزیع مارتنزیت در ریزساختار، تصویرهای میکروسکپ نوری و الکترونی روبشی تهیه شدند. آزمون تعیین ترکیب شیمیایی نقطه‌ای در نواحی بین سلولی و مجاور ذرات گرافیت با استفاده از میکروسکپ الکترونی مجهز به EDS انجام شد. مطالعات و اندازه‌گیری‌های ریزساختاری نشان دادند که با افزایش ضخامت پلّه در تمام زمان‌های آستنیته شدن، درصد حجمی فاز مارتنزیت در دو ناحیه‌ی اطراف ذرات گرافیت و بین سلول‌ها افزایش می‌یابد. افزون بر این، در پلّه‌های ضخیم‌تر با افزایش زمان آستنیته شدن تا ۲۵ ثانیه، فاز مارتنزیت به‌شکل هاله ذرات کروی گرافیت را در بر می‌گیرد. این در حالی است که حضور فاز مارتنزیت در پلّه‌های نازک‌تر، بیش‌تر به مناطق بین سلولی محدود می‌شود.

واژه‌های کلیدی چدن نشکن با زمینه‌ی دوفازی، فریتی- مارتنزیتی، تعداد ذرات گرافیت، ریزساختار.

Effect of the Number of Nodular Graphite Particles per unit Area on the Distribution of Hard Phase in Ferritie-Martensite Dual-Phase Ductile iron

M. Lakzaei Sh. Kheirandish

Abstract

In this research, effect of the number of nodular graphite particles, as an important characteristic of ductile cast irons, on the distribution of martensite in dual-phase ductile iron has been studied. Ductile iron samples were produced by step casting and the samples were then annealed in order to achieve a fully ferritic structure. A special heat treatment was conducted to produce dual matrix structures (DMSs) in the ductile iron samples. This heat treatment consisted of preheating the samples at 600 °C for 10 minutes, partial austenitizing at 900 °C in molten aluminum bath for 10, 15, 20, and 25 seconds, and quenching in oil. The volume fractions of different phases were determined according to ASTM-E582 standard. The microstructures of the samples were examined using the optical microscope as well as the scanning electron microscope equipped with the energy dispersive spectrometer (EDS) to determine the composition of the regions around the graphite nodules and the intercellular areas. The results showed that for all the austenitizing times, the martensite volume fraction in the samples increases with an increase in the thickness of the steps. It was also shown that for the thick steps, the graphite nodules are surrounded by the martensite phase whereas for the case of thin steps, the martensite phase has been formed mostly at the intercellular regions.

Key Words dual-matrix ductile iron, ferritic- martensitic, number of graphite nodules, microstructure.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۰/۳/۲۲ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۰/۷/۲۵ به دفتر نشریه رسیده است.

(1) دانش‌آموخته‌ی کارشناسی ارشد، دانشکده‌ی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(2) نویسنده‌ی مسوول: استاد دانشکده‌ی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

مقدمه

تاکنون روش‌های متعدّدی برای بهبود خواص مکانیکی چدن‌های نشکن ابداع شده است. بالا بودن هم‌زمان استحکام و چقرمگی در بسیاری از قطعات صنعتی مطلوب است. افزایش هم‌زمان استحکام و چقرمگی در چدن‌های نشکن را می‌توان با ایجاد هم‌زمان یک فاز سخت (مانند مارتنزیت) و یک فاز نرم (مانند فریت) در زمینه‌ی آن‌ها محقّق کرد. روش‌هایی در دهه‌ی ۸۰ میلادی برای ایجاد هم‌زمان این دو فاز در زمینه‌ی چدن نشکن به‌کار رفته‌اند [1]. ابتدا ساختارهای به‌دست آمده بسته به چگونگی توزیع فاز سخت و نرم در آن‌ها، چشم سخت (Hard Eye) و چشم نرم (Soft Eye) نامیده شدند [1]، امّا پس از آن به چدن‌های نشکن با زمینه‌ی دوفازی (Dual Matrix Structure) تغییر نام دادند [2]. فاز سخت، بسته به نوع عملیات حرارتی انجام شده، می‌تواند مارتنزیت یا بینیت باشد، در حالی‌که فاز نرم فریت است. گرافیت کروی در ساختار چدن مانند حفره عمل می‌کند. این حفره‌ها با اعمال تنش، به‌دلیل تغییر شکل شدید فریت در اطراف گرافیت، رشد کرده و به‌یکدیگر می‌پیوندند و به این ترتیب، باعث شکست نهایی چدن نشکن می‌شوند. به همین دلیل با ایجاد یک فاز مستحکم مانند مارتنزیت یا بینیت در نزدیکی ذرات گرافیت که باعث کاهش تغییر شکل موضعی فاز فریت در اطراف آن‌ها می‌شود، خواص مکانیکی چدن نشکن بهبود می‌یابد [3]. افزون بر این، با تشکیل مارتنزیت بر روی ذرات گرافیت تنش فشاری وارد آمده و به این ترتیب، ایجاد ترک در آن‌ها به تعویق می‌افتد [4].

تا به‌حال محقّقان زیادی تأثیر عوامل مختلف را در چدن نشکن با زمینه‌ی دوفازی بررسی کرده‌اند. تمرکز عمده‌ی آن‌ها بر روی تأثیر درصد حجمی فاز سخت بر خواص مکانیکی چدن‌های دوفازی بوده است [5,6]. با توجه به تأثیری که توزیع فاز سخت در اطراف ذرات کروی گرافیت بر خواص مکانیکی چدن نشکن دارد، چگونگی این توزیع در ریزساختار از اهمیّت بالایی برخوردار است [7]. از طرف دیگر، عناصر آلیاژی تغییرات گسترده‌ای می‌توانند در خواص فیزیکی، شیمیایی و مکانیکی چدن نشکن ایجاد کنند. این تغییرات ممکن است در میزان کروی شدن گرافیت، تعداد ذرات گرافیت، ساختار زمینه و مانند آن رخ دهند [8,9,10]. یکی از علت‌های این تأثیرات، تغییر مکان خط‌های فازی یا مرزهای نواحی مختلف در نمودارهای تعادلی فازی، نمودارهای استحاله‌- دما- زمان (TTT) و سرد کردن پیوسته (CCT) است [۱۱]. به‌عنوان مثال، عناصری مانند نیکل و منگنز با کاهش دمای استحاله‌ی آستنیت به فریت (A_1) و پایداری آستنیت، و با انتقال نمودارهای TTT و CCT به سمت راست، سختی‌پذیری را افزایش می‌دهند [12]. از طرف دیگر، عناصری مانند سیلیسیم باعث افزایش دمای استحاله‌ی آستنیت به فریت و تبدیل آن به یک بازه‌ی دمایی می‌شوند. حضور عنصر فریت‌زا باعث تولید زمینه‌ی فریتی و کاهش استحکام چدن نشکن خواهد شد [13]. امّا جدایش مستقیم و یا معکوس این عناصر نکته‌ای بسیار مهم در این زمینه است، چرا که این تجمع باعث افزایش تأثیر هر یک از آن‌ها به‌صورت موضعی در نقاط معینی از زمینه‌ی چدن نشکن خواهد شد [١٤و 15]. در حقیقت عناصری که جدایش معکوس دارند (مانند نیکل)، در نواحی اطراف ذرات کروی گرافیت و عناصری که جدایش مستقیم دارند (مانند منگنز)، در نواحی مرزهای بین سلولی جمع می‌شوند. بنابراین، کاهش و یا افزایش جدایش که به عوامل مختلفی از جمله مدول حجمی قطعات ریختگی بستگی دارد، می‌تواند ساختار زمینه را با کاهش و یا افزایش تجمع موضعی عناصر آلیاژی تحت تأثیر قرار دهد [١٦]. در این پژوهش سعی شده است تا با تغییر مدول حجمی قطعات مختلف که سرعت‌های انجماد و توزیع عناصر را در ریزساختار تحت تأثیر قرار می‌دهد، تغییرات ریزساختاری یک چدن دوفازی که با انجام

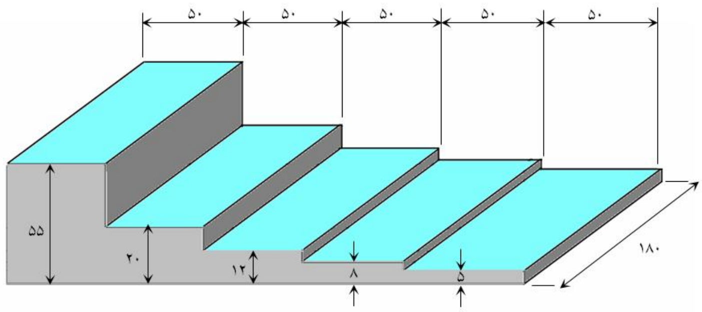
عملیات حرارتی بر روی چدن زمینه فریتی به‌دست می‌آید، بررسی شود.

روش تحقیق

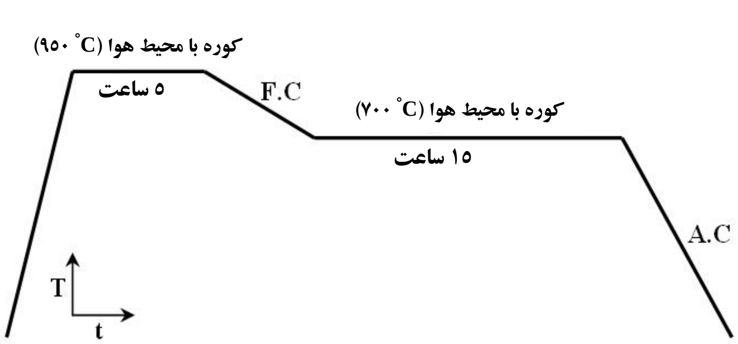
پس از تهیه‌ی مدل پلّه‌ای نشان داده شده در شکل (۱) و قالب‌گیری آن در قالب ماسه‌ای سیلیسی، و تهیه‌ی مذاب در کوره‌ی القایی با فرکانس متوسط با جداره‌ی اسیدی، ذوب‌ریزی چدن در دمای $^{\circ}C$ ۱٤۵۰ انجام گرفت. عملیات کروی سازی با استفاده از آلیاژ فروسیلیکومنیزیم ۵ درصد و با روش ساندویچی، و عملیات تلقیح به‌کمک آلیاژ فروسیلیسیم ۷۵ درصد بلافاصله پیش از بارریزی انجام شد. ترکیب شیمیایی نمونه‌ی پولکی شکل چدنی که با ریخته‌گری به‌دست آمده بود، به‌روش اسپکتروفتومتری تعیین شد.

نمونه‌هایی از قطعات ریخته شده به ابعاد ۰/۵×۰/۵×۰/۵ سانتی‌متر بریده شدند و عملیات تاب‌کاری برای تبدیل ریزساختار فریتی- پرلیتی آن‌ها به فریتی کامل انجام شد (شکل ۲) [۷].

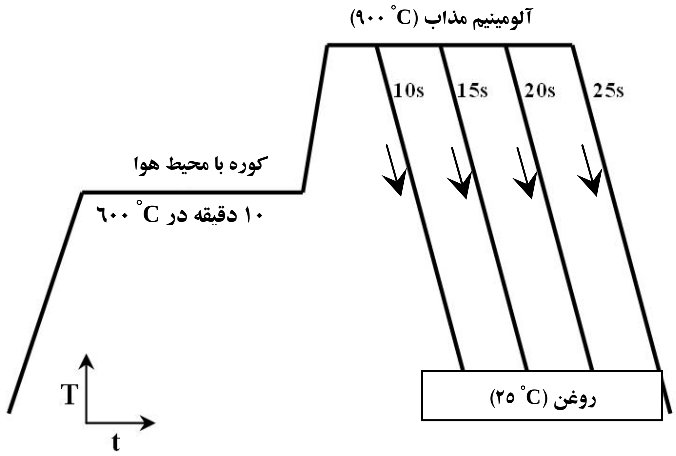
عملیات حرارتی دوفازی کردن نمونه‌های چدن نشکن نیز مطابق با نمودار شکل (۳) انجام شد. با توجه به این‌که زمان‌های لازم برای آستنیته شدن جزئی بسیار کوتاه است (کم‌تر از ۳۰ ثانیه)، نمونه‌ها ابتدا در دمای $^{\circ}C$ ٦۰۰ به‌مدّت ۱۰ دقیقه پیش‌گرم شدند تا در نتیجه‌ی آن با سرعت بالاتری به دمای آستنیته شدن ($^{\circ}C$ ۹۰۰) در حمّام آلومینیم مذاب برسند. از حمّام آلومینیم مذاب به‌دلیل ضرورت وقوع سریع انتقال حرارت در زمان‌های استفاده شد.



شکل ۱ نمایی از مدل پلّه‌ای قالب‌گیری شده در این تحقیق (ابعاد به میلی‌متر هستند)



شکل ۲ نمودار مربوط به عملیات حرارتی تاب‌کاری برای ایجاد ریزساختار فریتی (F.C: سرد شدن در کوره، A.C: سرد شدن در هوا)



شکل ۳ نمودارهای مربوط به عملیات حرارتی دوفازی کردن نمونه‌های پلّه‌ای(۵ ضخامت) در این آزمایش

جدول ۱ ترکیب شیمیایی چدن نشکن استفاده شده در این تحقیق

C	Si	Ni	Mo	Mn	Mg	S	P	Fe
۳/۳۲	۳/۰۰	۰/۸۲	۰/۲۸	۰/۲۵	۰/۰۳	۰/۰۱٤	۰/۰۱۹	Bal.

نمونه‌های متالوگرافی ابتدا سنگ زده شدند تا به‌این وسیله اثرات اکسایش و کربن زدایی سطحی در آن‌ها از بین بروند. سنباده زنی آن‌ها به‌شکل دستی و با استفاده از سنباده‌های ٦۰ تا ۱۵۰۰ انجام شد. در مرحله‌ی بعدی، سطوح نمونه‌ها به‌وسیله‌ی پودر آلومینای ۳ میکرونی صیقلی و سپس با استفاده از محلول نایتال ۲ درصد حکّاکی شدند. از روش شمارش نقطه‌ای مطابق با استاندارد ASTM-E562 برای محاسبه‌ی درصدحجمی فازهای مختلف در ریزساختار نمونه‌ها استفاده شد. با شمارش حداقل ۷۲۰۰ نقطه در ریزساختار هر نمونه، خطای محاسبه‌ی درصد حجمی هر فاز در آن به کم‌تر از یک درصد کاهش یافت. در پایان، ترکیب شیمیایی نمونه‌ها در مناطق بین سلولی و اطراف ذرات گرافیت به‌شکل نقطه‌ای با استفاده از میکروسکپ الکترونی روبشی نوع Tescan-vega\\XMU با ولتاژ ۲۰ kV مجهز به EDS (موجود در دانشکده‌ی مهندسی مواد دانشگاه علم و صنعت ایران) تعیین شد.

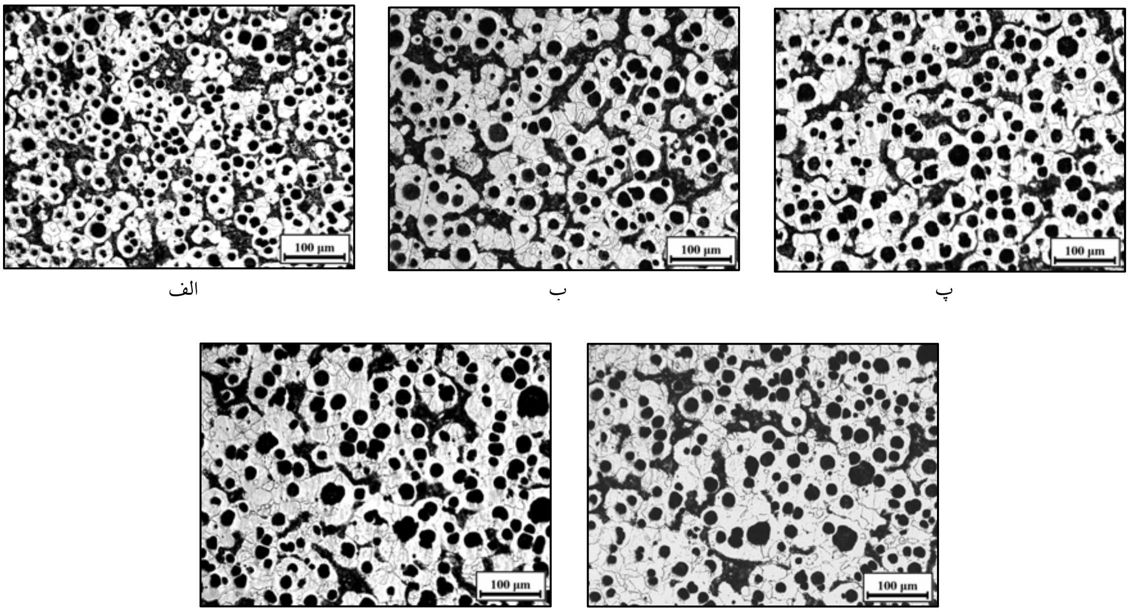
نتایج و تحلیل آن‌ها

ترکیب شیمیایی چدن مورد آزمایش در جدول (۱) آمده است. کربن معادل این چدن مطابق با رابطه‌ی زیر، تقریباً با کربن نقطه‌ی یوتکتیک برابر است:

CE = %C+ (%Si+%P)/۳= ٤/۳۳ %

در شکل (٤)، ریزساختار نمونه درمحل هر یک از پلّه‌های پنج گانه نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، ریزساختار اوّلیه‌ی چدن نشکن فریتی- پرلیتی است. نتایج حاصل از اندازه‌گیری‌های کمّی بر روی نمونه‌های ریخته‌گری شده در جدول (۲) نشان داده شده‌اند. در این جدول دیده می‌شود که با افزایش ضخامت پلّه‌ها، تعداد ذرات گرافیت و درصد پرلیت کاهش می‌یابند. دلیل کاهش تعداد ذرات گرافیت در این حالت، کاهش میزان تحت تبرید است. با توجه به این‌که انجماد یوتکتیک در چدن نشکن با جوانه‌زنی و رشد همراه است، [١٤]، و ابتدا با جوانه‌زنی گرافیت آغاز می‌شود [١٦]، تعداد جوانه‌های فعّال

در ضخامت‌های بالای قطعه که میزان تحت تبرید آن‌ها کم‌تر است، کاهش می‌یابد [17]. این باعث کاهش تعداد ذرات گرافیت کروی در ریزساختار نهایی خواهد شد. کاهش سرعت سرد شدن پس از انجماد نیز دلیل کاهش درصد پرلیت با افزایش ضخامت نمونه است. در حقیقت، بخش‌های ضخیم‌تر با سرعت کم‌تری از ناحیه‌ی سه‌فازی (آستنیت + فریت + گرافیت) در نمودار فازی Fe-C-Si عبور می‌کنند. بنابراین، استحاله‌ی تبدیل آستنیت به فریت زمان بیش‌تری برای پیشروی دارد، و این باعث کاهش بیش‌تر مقدارآستنیت و در نتیجه پرلیت خواهد شد [۱۱]. در جدول (۲) و شکل‌های (۵) تا (۷)، نتایج اندازه‌گیری‌های کمّی بر روی ریزساختارهای ریخته‌گری شده نشان داده شده‌اند.

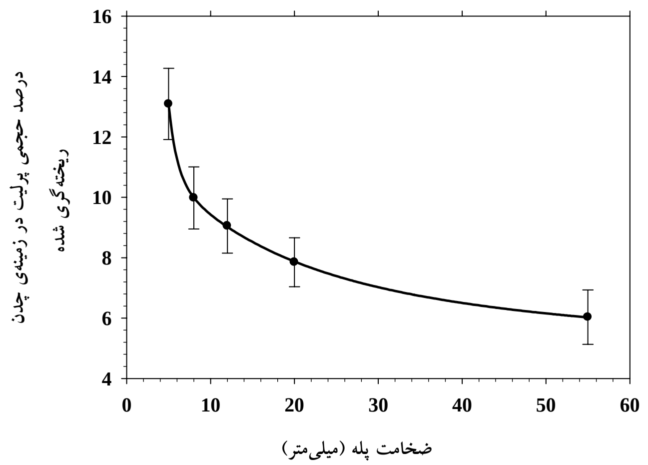


الف ب پ ت ث

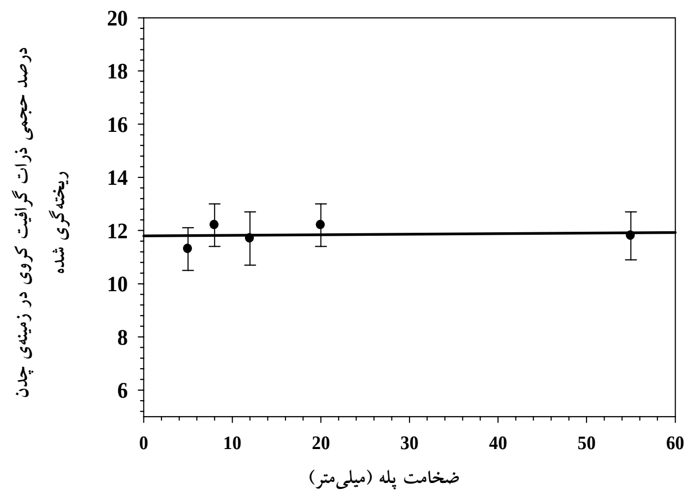
شکل٤ ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده؛ الف) پلّه‌ی اول، ب)پلّه‌ی دوم، پ)پلّه‌ی سوم، ت)پلّه‌ی چهارم، و ث) پلّه‌ی پنجم

جدول ۲ نتایج حاصل از اندازه‌گیری‌های کمّی بر روی نمونه‌های ریخته‌گری شده

شماره‌ی پلّه	ضخامت پلّه (mm)	تعداد ذرات گرافیت ($nodule/mm^2$)	درصد پرلیت	درصد گرافیت
۱	۵	۲٦۵	۱۳/۱±۱/۲	۱۱/۳±۰/۸
۲	۸	۱۲۲	۹/۹±۱/۳	۱۲/۲±۰/۸
۳	۱۲	۷۸	۹/۰±۰/۹	۱۱/۷±۱/۰
٤	۲۰	٦۰	۷/۸±۰/۸	۱۲/۱±۰/۸
۵	۵۵	۵٤	٦/۰±۰/۹	۱۱/۸±۰/۹

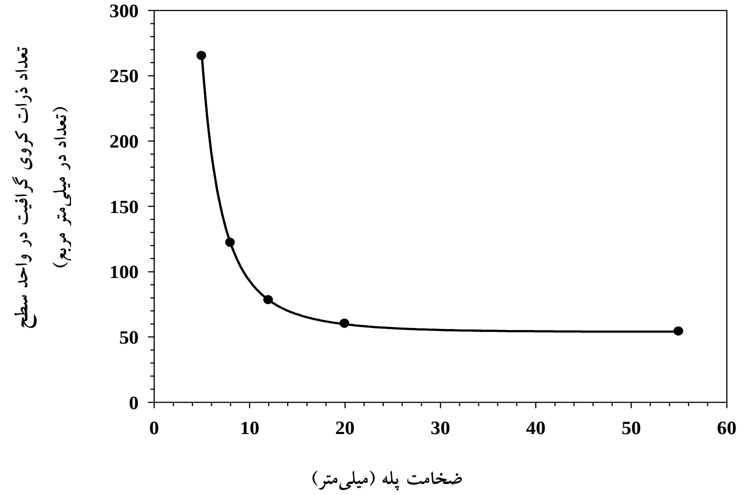


شکل۵ تغییرات درصد حجمی پرلیت در چدن ریخته‌گری شده بر حسب ضخامت پلّه

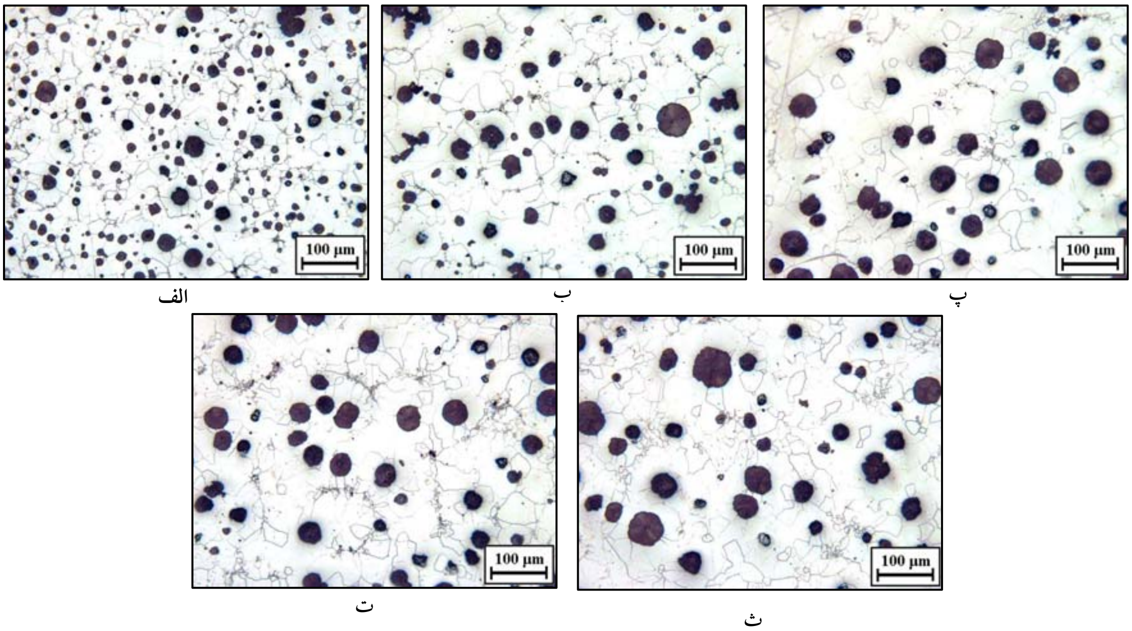


شکل ٦ تغییرات درصد حجمی ذرات گرافیت کروی در زمینه‌ی چدن نشکن ریخته‌گری شده بر حسب ضخامت پلّه.

شکل (۸) ریزساختار نمونه‌های چدن نشکن را پس از انجام تاب‌کاری نشان می‌دهد. همان‌طور که در این شکل دیده می‌شود، ریزساختار چدن نشکن پس از این عملیات کاملاً فریتی است، به‌گونه‌ای که در پلّه‌های بزرگ‌تر دانه‌های درشت‌تر فریت به‌دلیل سرعت سرد شدن کم‌تر شکل گرفته‌اند. در شکل (۹)، ریزساختار نمونه‌های چدن نشکن دوفازی که به‌میزان جزئی ۲۰ ثانیه آستنیته شده‌اند (در پلّه‌های مختلف)، نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، درصد حجمی مارتنزیت در ریزساختار با کاهش تعداد ذرات گرافیت (افزایش ضخامت پلّه) افزایش یافته است. شکل (۱۰) نیز ریزساختار نمونه‌ها را پس از عملیات حرارتی با میزان جزئی ۲۵ ثانیه آستنیته شدن (در پلّه‌های مختلف) نشان می‌دهد. در این شکل دیده می‌شود که با کاهش تعداد ذرات گرافیت در چدن نشکن، درصد حجمی مارتنزیت در دو ناحیه‌ی بین سلولی و اطراف ذرات کروی گرافیت افزایش یافته است. دلیل این پدیده بعداً شرح داده خواهد شد.



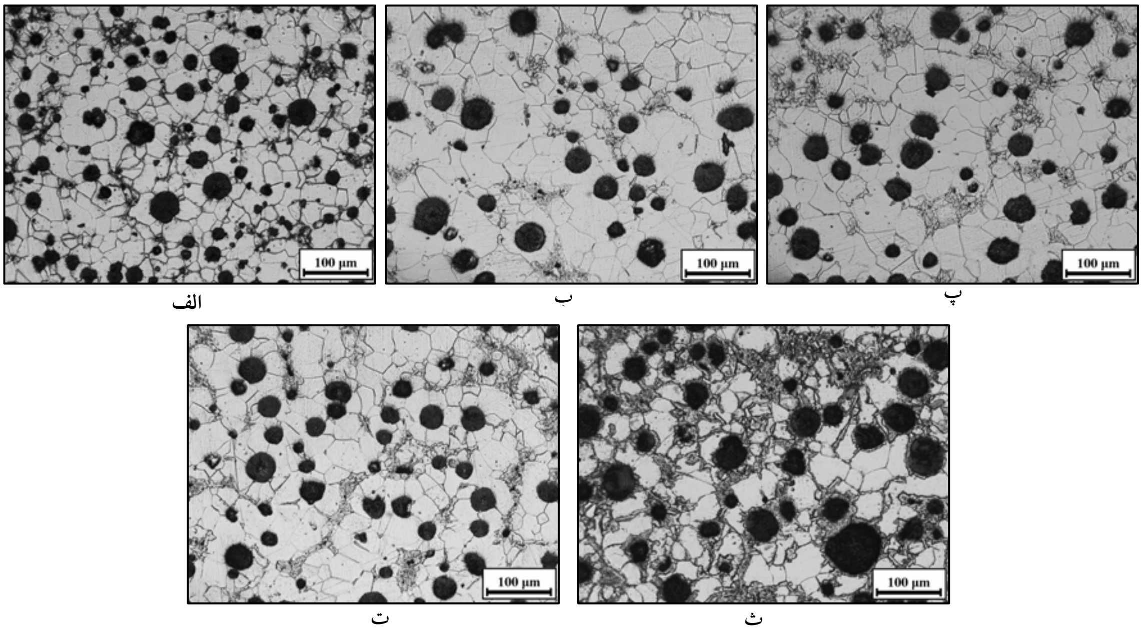
شکل۷ تغییرات تعداد ذرات کروی گرافیت در واحد سطح بر حسب ضخامت پلّه



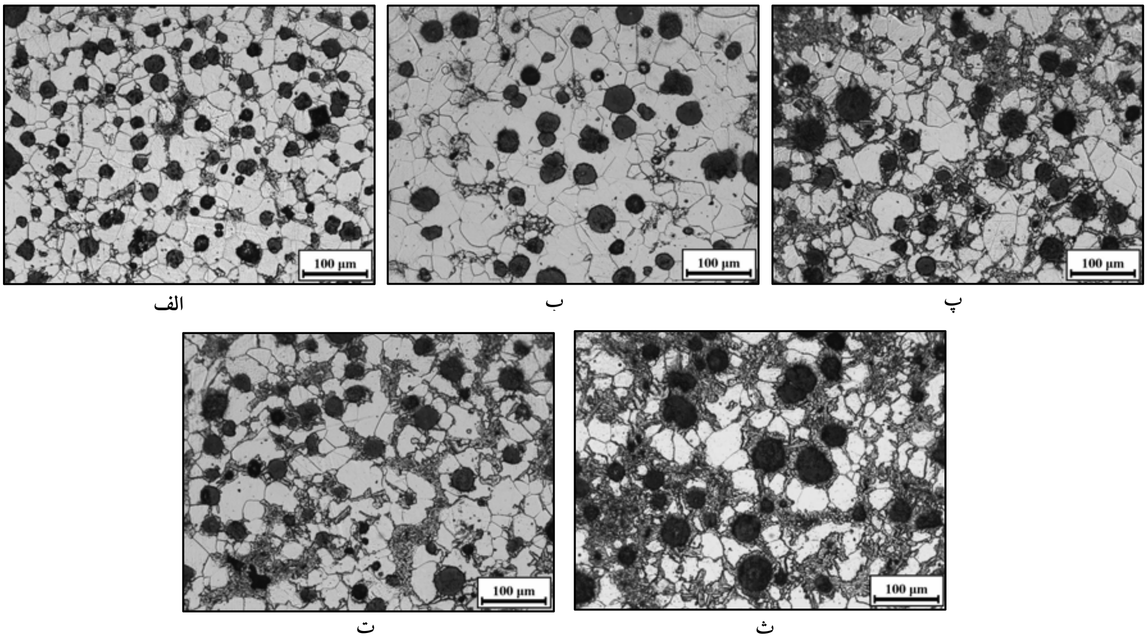
شکل۸ ریزساختار چدن نشکن پس از عملیات تاب‌کاری. الف) پلّه‌ی اوّل، ب)پلّه‌ی دوم، پ)پلّه‌ی سوم، ت)پلّه‌ی چهارم، و ث) پلّه‌ی پنجم

مقایسه‌ی شکل‌های (۹) و (۱۰) نشان می‌دهد که با افزایش زمان آستنیته شدن به‌میزان جزئی، درصد حجمی مارتنزیت افزایش می‌یابد.

شکل (۱۱) نتایج کمّی اندازه‌گیری در ریزساختارها (تغییرات درصد مارتنزیت در پلّه‌های مختلف به‌ازای زمان‌های مختلف آستنیته شدن به‌میزان جزئی) را نشان می‌دهد. همان‌طور که دیده می‌شود، با افزایش ضخامت پلّه و زمان آستنیته شدن درصد مارتنزیت در ریزساختار چدن نشکن دوفازی افزایش می‌یابد، امّا افزایش میزان مارتنزیت در زمان آستنیته شدن ۲۵ ثانیه بسیار بیش‌تر از زمان ۱۰ ثانیه است.



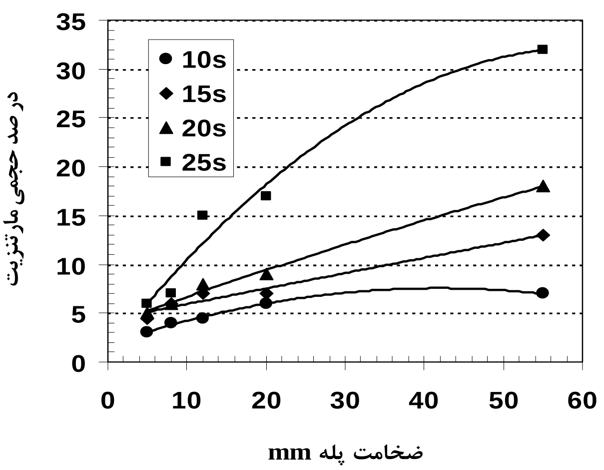
شکل۹ ریزساختار چدن نشکن پس از عملیات دوفازی سازی زمینه. مدّت زمان آستنیته شدن به‌میزان جزئی ۲۰ ثانیه بوده است. الف) پلّه‌ی اوّل، ب) پلّه‌ی دوم، پ) پلّه‌ی سوم، ت) پلّه‌ی چهارم، ث) پلّه‌ی پنجم



شکل۱۰ ریزساختار چدن نشکن پس از عملیات دوفازی سازی زمینه. مدّت زمان آستنیته شدن به‌میزان جزئی ۲۵ ثانیه بوده است. الف) پلّه‌ی اوّل، ب) پلّه‌ی دوم، پ) پلّه‌ی سوم، ت) پلّه‌ی چهارم، ث) پلّه‌ی پنجم

تشدید جدایش عناصری مانند منگنز، نیکل و مولیبدن در پلّه‌های ضخیم‌تر را می‌توان دلیل احتمالی افزایش درصد حجمی مارتنزیت با افزایش ضخامت پلّه دانست. از آن‌جا که افزایش ضخامت پلّه (کاهش سرعت انجماد) تشدید جدایش عناصر آلیاژی در چدن نشکن را به‌دنبال دارد، یکی از دلایل افزایش درصد

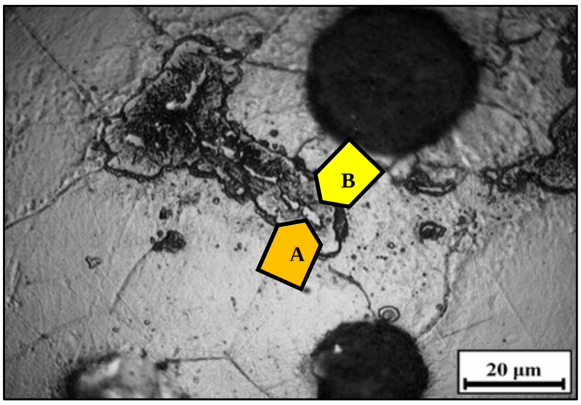
حجمی مارتنزیت را می‌توان جدایش بیش‌تر منگنز در مرز سلول‌ها عنوان کرد [۱٤ و15]. برخی از محققان، [18]، بر این باورند که جدایش عنصر آستنیت‌زای منگنز در مناطق بین سلولی نقش مهمی در جوانه‌زنی و رشد آستنیت و سپس تشکیل مارتنزیت در چدن‌های نشکن دوفازی فریتی- مارتنزیتی در این مناطق دارد [18]. برخی دیگر از محققان، [19]، نیز عقیده دارند که حضور کاربیدهای مختلف در مناطق بین سلولی ریزساختار چدن‌های دوفازی فریتی- مارتنزیتی نقش مؤثری می‌تواند در تشکیل مارتنزیت داشته باشد، زیرا با انحلال کامل و یا جزئی این کاربیدها کربن لازم برای نفوذ و پر کربن شدن آستنیت اطراف آن فراهم می‌شود، و این شرایط را برای تشکیل فاز مارتنزیت آسان می‌کند [19]. در شکل(۱۲- الف و ب)، دو تصویر از مناطق بین سلولی پلّه‌های اوّل و پنجم در زمان آستنیته شدن ۲۵ ثانیه نشان داده شده‌اند. همان‌گونه که در این دو تصویر مشاهده می‌شود، درون فاز مارتنزیت در مناطق بین سلولی مربوط به هر دو پلّه فاز دیگری به جز مارتنزیت دیده می‌شود. چگونگی توزیع مارتنزیت در اطراف این فاز نشان می‌دهد که مارتنزیت تشکیل شده از حضور این فاز تأثیر پذیرفته است. با توجه به حضور عناصر کاربیدسازی مانند منگنز و مولیبدن در ترکیب شیمیایی به‌دست آمده از آزمون EDS مربوطه به این ذرات (جدول (۳))، و با مقایسه‌ی شکل رشته‌ای آن‌ها با سایر تحقیقات انجام شده در این باره، [19]، می‌توان نتیجه گرفت که این فاز کاربید پیچیده‌ای از آهن و مولیبدن است. افزون بر این، مارتنزیت تشکیل شده در پلّه‌ی اوّل در زمان آستنیته‌ی ۲۵ ثانیه بیش‌تر در مناطق بین سلولی هستند، در حالی که در پلّه‌ی پنجم میزان زیادی از فاز مارتنزیت در دو ناحیه‌ی بین سلولی و اطراف ذرات گرافیت دیده می‌شود. همان‌طور که گفته شد، تشدید جدایش و افزایش تشکیل کاربید در مناطق بین سلولی می‌تواند دلیل بیش‌تر بودن فاز مارتنزیت در مناطق بین سلولی در پلّه‌ی پنجم نسبت به پلّه‌ی اوّل باشد.



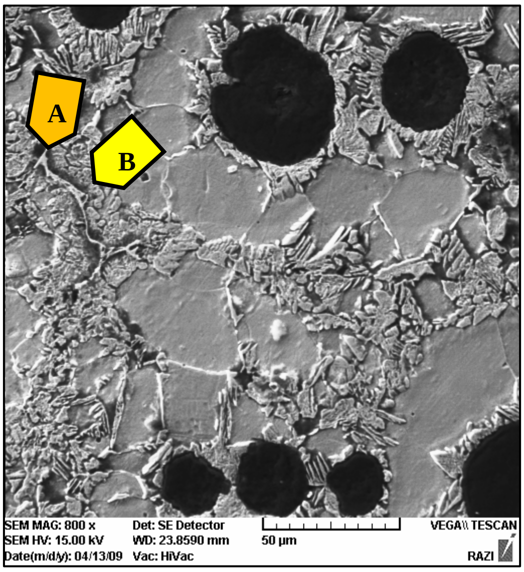
شکل ۱۱ تغییرات درصد حجمی فاز مارتنزیت تشکیل شده بر حسب ضخامت پلّه و زمان آستنیته شدن

جدول۳ ترکیب شیمیایی نقطه‌ای حاصل از آزمون EDS مربوط به فاز A نشان داده شده در شکل ۹- ب (درصد وزنی)

Ni	Mn	Si	Mo	Fe
۰/۰۰	۰/۹۹	٤/۱۷	٤۱/۳	بقیه

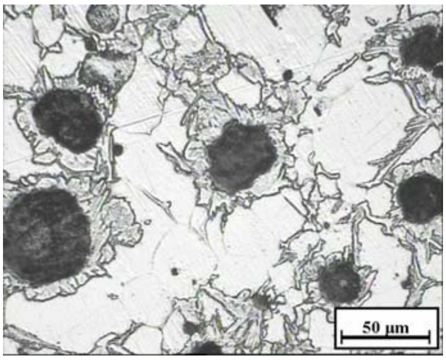


الف

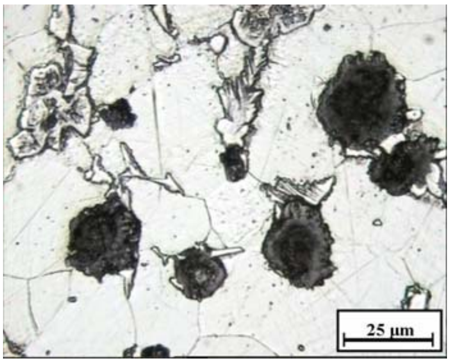


ب

شکل۱۲ الف) تصویر میکروسکپ نوری از پلّه‌ی اوّل، و ب) تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از پلّه‌ی پنجم با زمان آستنیته شدن ۲۵ ثانیه. کاربید مولیبدن (A) و مارتنزیت (B) تشکیل شده در اطراف آن در این دو تصویر نشان داده شده‌اند.



الف



ب

شکل۱۳ تصویر میکروسکپ نوری از ریزساختار نمونه‌ی آستنیته شده در ۹۰۰ °C به‌مدّت ۲۵ ثانیه،(الف) پلّه‌ی پنجم، و (ب) پلّه‌ی اوّل

جدول ٤ ترکیب شیمیایی نقطه‌ای حاصل از آزمون EDS در فاصله‌ی ۲ میکرونی از گرافیت در پلّه‌ی اوّل

Fe	Si	Mn	Ni
Rem.	۳/٦٥	۰/۰۱	۱/۳٥

جدول ٥ ترکیب شیمیایی نقطه‌ای حاصل از آزمون EDS در فاصله‌ی ۲ میکرونی از گرافیت در پلّه‌ی پنجم

Fe	Si	Mn	Ni
Rem.	۳/۹۱	۰/۰۷	۱/۱٥

در چدن نشکن مورد مطالعه در این تحقیق، افزون بر افزایش درصد حجمی مارتنزیت با کاهش تعداد ذرات گرافیت ، نحوه‌ی توزیع فاز مارتنزیت در اطراف ذرات کروی گرافیت (ریزساختار چشم سخت) نیز بهبود یافته است. از آن‌جا که تشکیل فاز سخت در اطراف ذرات کروی گرافیت تأثیر چشم‌گیری

می‌تواند در بهبود خواص مکانیکی چدن نشکن داشته باشد، دست‌یابی به شرایط تشکیل هاله‌ی فاز مارتنزیت در اطراف ذرات کروی گرافیت اهمّیت زیادی دارد. در شکل (۱۳)، تصویرهای میکروسکپی از نمونه‌هایی که به‌مدّت زمان ۲۵ ثانیه آستنیته شده‌اند، نشان داده شده‌اند. شکل (الف) مربوط به نمونه‌ی انتخاب شده از پلّه‌ی پنجم و شکل (ب) مربوط به نمونه‌ی انتخاب شده از پلّه‌ی اوّل می‌باشد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، در زمان عملیات حرارتی ثابت، تفاوت چشم‌گیری در ریزساختار نمونه‌ی پلّه اوّل و پنجم وجود دارد. در پلّه‌ی پنجم با تعداد کم ذرات گرافیت (شکل (الف)) مارتنزیت به‌شکل مطلوبی ذرات کروی گرافیت را در بر گرفته است، امّا این اتفاق در نمونه‌ی با تعداد زیاد ذرات گرافیت (شکل (ب)) رخ نداده است. دلیل این رفتار می‌تواند تشدید جدایش نیکل با افزایش ضخامت پلّه بوده باشد [۱٤ و17]. نتایج حاصل از تعیین نقطه‌ای ترکیب شیمیایی با آزمون EDS نشان می‌دهند که مقدار نیکل در اطراف ذرات کروی گرافیت در هر دو پلّه بیش از مقدار متوسط آن (۰/۸۲ درصد وزنی) است. از طرف دیگر، نتایج این آزمون نشان می‌دهند که تجمع این عنصر در اطراف ذرات کروی گرافیت در پلّه‌ی پنجم بیش از این تجمع در پلّه‌ی اوّل است.

جدول (٤) و (٥) نتایج آزمون تعیین نقطه‌ای ترکیب شیمیایی در فاصله‌ی ۲ میکرونی از ذرات گرافیت را در پلّه‌ی اوّل و پنجم نشان می‌دهند.

نیکل عنصری آستنیت‌زا است و با کاهش دمای استحاله (A_1)، سرعت آستنیته شدن را افزایش می‌دهد [۲۰]. افزایش سرعت آستنیته شدن در اطراف ذرات کروی گرافیت باعث افزایش میزان آستنیت تشکیل شده در یک زمان ثابت می‌شود. این نیز می‌تواند دلیلی بر توزیع مناسب فاز مارتنزیت در اطراف ذرات کروی گرافیت با کاهش تعداد این ذرات (افزایش ضخامت پلّه) باشد.

نتیجه‌گیری

۱- با تغییر ضخامت نمونه‌ها از ۵ به ۵۵ میلی‌متر، درصد حجمی پرلیت در ریزساختار از ۱۳ به ٦ درصد کاهش یافت.

۲- با افزایش زمان آستنیته شدن به‌میزان جزئی تا ۲۵ ثانیه، درصد حجمی فاز مارتنزیت در پلّه‌های نازک با شیب کم‌تر و در پلّه‌های ضخیم با شیب بیش‌تری افزایش یافت.

۳- در نمونه‌های پلّه‌ی اوّل (کم‌ترین ضخامت)، درصد مارتنزیت کم‌تری (حداکثر ۸ درصد حجمی) به‌دست آمد، و این مارتنزیت بیش‌تر در مناطق بین سلولی تشکیل شده بود.

٤- در نمونه‌های پلّه‌ی پنجم (بیش‌ترین ضخامت)، درصد مارتنزیت بیش‌تری (حداکثر ۳۲ درصد حجمی) به‌دست آمد، و این مارتنزیت بیش‌تر در دو ناحیه‌ی اطراف ذرات کروی گرافیت و بین سلولی دیده شدند.

۵- با کاهش تعداد ذرات گرافیت (افزایش ضخامت پلّه) در زمان‌های آستنیته‌ی ۲۰ و ۲۵ ثانیه، توزیع مناسبی از فاز مارتنزیت در اطراف ذرات کروی گرافیت (ریزساختار چشم سخت) به‌دست آمد.

مراجع

1. Okabayashi, K., "The Improvement of Wear Characteristic of Ferritic Spheroidal Graphite Cast Iron by Introducing Harder Shell Phase around Graphite Nodules", (Hard Eye Structure), *IBID*, l2, pp.29, (1983).

2. Rashidi, M., Moshrefi-Torbati, M., "Effect of Tempering Conditions on the Mechanical Properties of Ductile Cast Iron with Dual Matrix Structure (DMS)", *Materials Letters*, 45, pp. 203–207, (2000).

3. Kocatepe, K., Cerah, M., Erdogan, M., "The Tensile Fracture Behavior of Intercritically Annealed and Quenched + Tempered Ferritic Ductile Iron with Dual Matrix Structure", *Materials and Design*, 28, pp. 172–181, (2007).
4. Okabayashi, K., "Impact Characteristics and Fractography of Spheroidal Graphite Cast Iron and Graphite Steel with Hard Eye Structure", *IBID*, 1, pp.37, (1982).
5. Erdogan, M., Cerah, M., Kocatepe, K., "Influence of Intercritical Austenitising, Tempering Time and Martensite Volume Fraction on the Tensile Properties of Ferritic Ductile Iron with Dual Matrix Structure", *Int. J. Cast Met. Res.*, 19 (4), pp. 248–253 (2006).
6. Basso, A,D., Martinez, R.A., Sikora, J.A., "Influence of Austenitising Temperature on Microstructure and Properties of Dual Phase ADI". *Mater. Sci. & Tech.*, 23(11), pp.1321-1326, (2007).
7. Wade. N., "Effect of Distribution Second Phase on Impact and Tensile Properties of Ductile Iron with Duplex Matrix", *IBID*, 5, pp.22, (1985).
8. Gagne, M., "The influence of manganese and silicon on the microstructure and tensile properties of austempered ductile iron", *AFS Transaction, 89th Annual meeting, pittsburgh, Pensylvania*, pp. 801-812, (1985).
9. Huh, Y.J., Arroyo, M.H., Rimmer, A.L., Elliott, R., "Austempering kinetics of a Mn-Mo-Cu ductile iron with a high nodule count", *Int J Cast metal Res.*, 11, pp. 237-245, (1999).
10. Coopert, G., Roebuckt, A., Hamid Bayati, R. Elliott, "The influence of nodule count on the Austempering kinetics of a Mn-Cu ductile iron", *Int. J. Cast Metal Res.*, 11, pp. 227-235, (1999).

۱۱. گلعذار، محمد علی،"*اصول عملیات حرارتی فولادها و چدن‌ها*"، انتشارات دانشگاه صنعتی اصفهان، (۱۳۷۰).

12. Doubrava, J.H., Carter, S.F., Wallace, J.F., "The influence of processing variable on the matrix structure and nodularity of ductile iron", *AFS Transaction*, (89), pp. 229-250, (1981).
13. 13- Evans, W. J., Carter, S. F., Wallace, J.F., "Factor influencing the occurrence of carbides in thin section of ductile iron", *AFS Transaction*, (89), pp.293-322,(1981).

۱٤. اوحدی، امین، تهوری، رامین، دوامی، پرویز و حجازی، جلال، "میکروجدایش منگنز و سیلیسیم در چدن نشکن با منگنز بالا"، سمینار جامعه ریخته گران ایران، تهران، دانشگاه صنعتی شریف، خرداد، (۱۳۷٤).

15. Liu, P. C., "Segregation of certain elements in cast iron", *AFS Transaction*, (92), pp. 289-295,(1984).

۱٦. الیوت، ر، "*تکنولوژی چدن*"، ترجمه ع.علیپور، انتشارات دانشگاه صنعتی سهند، (۱۳۸۲).

17. Davies, G.L., "Solidification *and Casting"*, Applied Science publishers LTD, (1973).
18. Cerah, M., Kocatepe, K., Erdogan, M., "Influence of Martensite Volume Fraction and Tempering Time on Tensile Properties of Partially Austenitized in the (α+γ) Temperature Range and Quenched + Tempered Ferritic Ductile Iron", *J. Mater. Sci.*, 40, PP. 3453–3459, (2005).
19. Voigt, R.C., Eldoky L.M, and Chiou, H.S., "Fracture of Ductile Iron with Dual Matrix Structure" *AFS transaction*, 103, pp. 654-656, (1989).

۲۰.شاملو، رضا، نیلی احمدآبادی، محمود،" بررسی سینتیک آستنیته کردن چدن‌های نشکن فریتی آلیاژی و غیرآلیاژی " دوازدهمین سمینار سالانه جامعه ریخته گران ایران، ، صفحات ۱ تا ۹، دانشکده فنی دانشگاه تهران. ۲۳ تا ۲۵ خرداد (۱۳۷۹).